

CLIPPEDIMAGE= JP411040893A

PAT-NO: JP411040893A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 11040893 A

TITLE: SEMICONDUCTOR LIGHT EMITTING ELEMENT AND ITS MANUFACTURE

PUBN-DATE: February 12, 1999

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

OBA, YASUO

YOSHIDA, HIROAKI

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
TOSHIBA CORP	N/A

APPL-NO: JP09192625

APPL-DATE: July 17, 1997

INT-CL_(IPC): H01S003/18; H01L033/00

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To form, at low strain, an AlGaN layer having a high-quality Al composition on a substrate, which is not lattice-matched and to enhance the element characteristic of a short wavelength light emitting element.

SOLUTION: In a semiconductor light emitting element, a GaN-based compound semiconductor layer is laminated on a single crystal substrate. The semiconductor light emitting element has a layer structure, wherein an AlN buffer layer 103 and a GaN lattice strain relaxation layer 105 whose lattice constant is larger than that of AlN are laminated sequentially on a single crystal SiC substrate 101 and an n-type AlGaN contact layer 107 whose lattice constant is larger than that of AlN and whose lattice constant is smaller than that of GaN is laminated on the GaN lattice strain relaxation layer 105. In addition, the film thickness of the GaN lattice-strain relaxation layer 105 is set between 0.01 μ m and 0.5 μ m.

C PYRIGHT: (C)1999,JP

gain-guided

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-40893

(43)公開日 平成11年(1999)2月12日

(51)Int.Cl.
H 01 S 3/18
H 01 L 33/00

識別記号

F I
H 01 S 3/18
H 01 L 33/00

C

審査請求 未請求 請求項の数6 OL (全7頁)

(21)出願番号 特願平9-192625
(22)出願日 平成9年(1997)7月17日

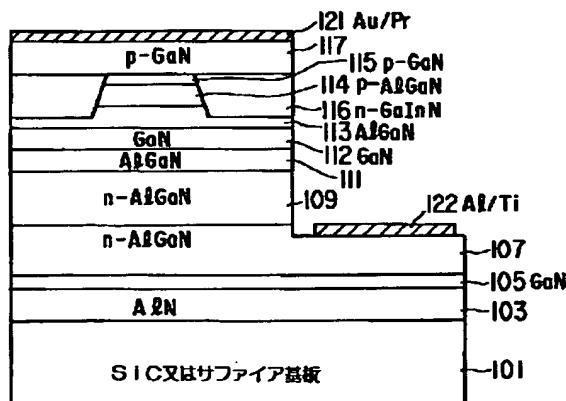
(71)出願人 000003078
株式会社東芝
神奈川県川崎市幸区堀川町72番地
(72)発明者 大場 康夫
神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株式会社東芝研究開発センター内
(72)発明者 吉田 博昭
神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株式会社東芝研究開発センター内
(74)代理人 弁理士 鈴江 武彦 (外6名)

(54)【発明の名称】半導体発光素子及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】格子整合しない基板上にも高品質な高Al組成のAlGaN層を低歪みで形成することができ、短波長発光素子の素子特性の向上をはかる。

【解決手段】単結晶基板上にGaN系化合物半導体層を積層してなる半導体発光素子において、単結晶SiC基板101上に、AlNバッファ層103と、AlNよりも格子定数の大きいGaN格子歪み緩和層105を順に積層し、さらにGaN格子歪み緩和層105上にAlNよりも格子定数が大きくGaNよりも格子定数が小さいn型AlGaNコンタクト層107を積層した層構造を有し、かつGaN格子歪み緩和層105膜厚を0.01μmから0.5μmの間に設定した。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 単結晶基板上にGaN系化合物半導体層を積層してなる半導体発光素子において、前記単結晶基板上に、AlN, AlGaN, 又はSiCからなりバッファ層として機能する第1の半導体層と、この第1の半導体層よりも格子定数の大きいGaN, GaInN, 又はAlGaNからなり格子歪み緩和層として機能する第2の半導体層とを順に積層し、第2の半導体層上に第1の半導体層よりも格子定数が大きく第2の半導体層よりも格子定数が小さいAlGaN又はAlGaNからなり素子形成層として機能する第3の半導体層を積層した層構造を有し、かつ第2の半導体層の膜厚を0.01μmから0.5μmの間に設定してなることを特徴とする半導体発光素子。

【請求項2】 第2の半導体層はGaNからなり、その膜厚が0.05~0.15μmであることを特徴とする請求項1記載の半導体発光素子。

【請求項3】 第2の半導体層の膜厚は、第1及び第3の半導体層のいずれよりも薄いことを特徴とする請求項1記載の半導体発光素子。

【請求項4】 第2の半導体層はAlGaNからなり、第3の半導体層の格子定数よりも0.05~0.15%大きな格子定数の組成であって、その膜厚が0.1~0.5μmであることを特徴とする請求項1記載の半導体発光素子。

【請求項5】 前記単結晶基板は、サファイア又はSiCであることを特徴とする請求項1記載の半導体発光素子。

【請求項6】 単結晶基板上にGaN系化合物半導体層を積層してなる半導体発光素子の製造方法において、単結晶基板上に、AlN, AlGaN, 又はSiCからなりバッファ層として機能する第1の半導体層を形成する工程と、第1の半導体層上に、該層よりも格子定数の大きいGaN, GaInN, 又はAlGaNからなり格子歪み緩和層として機能する第2の半導体層を0.01μm~0.5μmの厚さに形成する工程と、第2の半導体層上に、第1の半導体層よりも格子定数が大きく第2の半導体層よりも格子定数が小さいAlGaN又はAlGaNからなり素子形成層として機能する第3の半導体層を形成する工程とを含むことを特徴とする半導体発光素子の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、化合物半導体材料を用いた半導体発光素子に係わり、特にGaN系化合物半導体材料を用いた短波長半導体発光素子及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 窒素を含むIII-V族化合物半導体の一つであるGaNは、バンドギャップが3.4eVと大き

く、また直接遷移型であり、短波長発光素子用材料として期待されている。しかし、格子整合する良質な基板がないため、便宜上、サファイア基板上に成長することが多く、この場合、サファイアとGaNは格子不整合が15%程度と大きいために島状に成長しやすい。さらに、良質なGaN層を成長するために膜厚を厚くすると、サファイア基板とGaN間の熱膨張差により冷却時に転位が増大したりひび割れが生るために、高品質の膜を成長するのは困難であった。

【0003】 格子不整合の影響を緩和するために、サファイア基板上に極薄膜のアモルファス状又は多結晶のAlN又はGaNを低温成長によりバッファ層として形成した後、その上にGaN層を形成する方法が用いられている。この方法では、アモルファス状又は多結晶の層が熱歪を緩和し、バッファ層内部に含まれている微結晶が1000°Cの高温時に方位の揃った種結晶となり結晶品質が向上すると考えられている。

【0004】 しかし、この方法を用いた場合にも格子不整合による高密度の貫通転移が存在し、残留歪みのために、例えば半導体レーザのクラッド層に必要な15%以上のAl組成のAlGaN層やAlGaN層等を0.5μm以上の厚さに成長する場合にはひび割れの発生を避けられなかった。AlGaN層やAlGaN層の厚さが0.2μm以下の場合には明確なひび割れは認められないが、原子間力表面顕微鏡などで観測される微細なひびが存在し、基板が絶縁物であり層と平行方向に電流を流す場合の抵抗となったり、寿命特性を劣化させる。

【0005】 特に基板として、GaNと格子定数が近いSiCを用いた場合には、ヘテロ界面での歪みが小さいために転位の運動が遅くかえって残留歪みが大きい。また、SiC基板はサファイア基板に比べて劈開しやすいために、基板そのものにひび割れが生じやすい。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】 このように従来、サファイアやSiC等の単結晶基板上にGaN系化合物半導体を成長して短波長の半導体発光素子を作成しても、基板と半導体結晶層との格子不整合のために、半導体結晶に歪みが残り、高品質な結晶を成長することは困難であった。特に、Al組成の高いAlGaNやAlGaN層を低歪みで形成することは困難であり、これが短波長半導体発光素子の特性を劣化させる要因となっていた。

【0007】 本発明は、上記の事情を考慮して成されたもので、その目的とするところは、格子整合しない基板上にも高品質な高Al組成のAlGaN層やAlGaN層を低歪みで形成することができ、素子特性の向上をはかり得る半導体発光素子及びその製造方法を提供することにある。

50 【0008】

【課題を解決するための手段】

(構成) 上記課題を解決するために本発明は、次のような構成を採用している。即ち本発明は、単結晶基板上にGaN系化合物半導体層を積層してなる半導体発光素子において、前記単結晶基板上に、AlN, AlGaN, 又はSiCからなりバッファ層として機能する第1の半導体層と、この第1の半導体層よりも格子定数の大きいGaN, GaInN, 又はAlGaNからなり格子歪み緩和層として機能する第2の半導体層とを順に積層し、第2の半導体層上に第1の半導体層よりも格子定数が大きく第2の半導体層よりも格子定数が小さいAlGaN又はAlGaNからなり素子形成層として機能する第3の半導体層を積層した層構造を有し、かつ第2の半導体層の膜厚を0.01μmから0.5μmの間に設定してなることを特徴とする。

【0009】ここで、本発明の望ましい実施態様としては次のものがあげられる。

(1) 第2の半導体層の膜厚は、第1及び第3の半導体層のいずれよりも薄いこと。

(2) 第2の半導体層はGaNからなり、その膜厚が0.05~0.15μmであること。

【0010】(3) 第2の半導体層はAlGaNからなり、第3の半導体層の格子定数よりも0.05~0.15%大きな格子定数の組成であって、その膜厚が0.1~0.5μmであること。

(4) 単結晶基板は、サファイア又はSiCであること。

(5) 第3の半導体層は、該層のAl組成が10%から30%の間にあり、その膜厚が0.2μm以上であること。

【0011】また本発明は、単結晶基板上にGaN系化合物半導体層を積層してなる半導体発光素子の製造方法において、単結晶基板上に、AlN, AlGaN, 又はSiCからなりバッファ層として機能する第1の半導体層を形成する工程と、第1の半導体層上に、第1の半導体層よりも格子定数の大きいGaN, GaInN, 又はAlGaNからなり格子歪み緩和層として機能する第2の半導体層を0.01μm~0.5μmの厚さに形成する工程と、第2の半導体層上に、第1の半導体層よりも格子定数が大きく第2の半導体層よりも格子定数が小さいAlGaNからなり素子形成層として機能する第3の半導体層を形成する工程とを含むことを特徴とする。

【0012】(作用) ひび割れの発生する原因是、基板上にバッファ層として成長するAlNやGaN等と素子構造を形成するためのAlGaNとの格子定数差にある。従来使用されてきたGaNAlAs系材料やInGaAlP系の材料では、500°C程度の成長温度より低温でも転位が十分に移動するために、Si等の異種基板に成長した場合にもこのような問題は顕著ではなかった。しかし、AlGaNではAl組成が10%以上では100°Cを越える温度でも転位の移動が遅く、格子定数差

による歪みの除去が不十分と考えられる。

【0013】本発明者らはAlGaN系材料を異種基板上へ成長した場合の残留歪みと表面平坦性の関係について調べた。一般的に、性質が大きく異なる基板に成長した場合には成長初期では島状の成長が生じ、表面はでこぼこしているが次第に平坦化する傾向にある。バッファ層としては平坦化しやすい必要がある。その結果、平坦な表面が得られたのはGaNとAlNでありAlGaNではAl組成が5%を越えると平坦な表面は得られなかつた。

【0014】平坦な表面を得るために基板温度はGaNでは800°Cから1100°Cであり、AlGaNでもほぼ同様であった。AlNではより高い1150°Cから1400°Cが必要であった。また、十分に平坦な膜を得るには少なくとも0.1μm必要であり、0.2μm以上が望ましいことが判った。しかし、3μm以上では残留歪みの蓄積によりひび割れが発生した。

【0015】次に、ほぼ平坦なAlN層上にGaN, AlGaNを成長して歪み緩和について調べた。AlGaNでは、Al組成が10%を越える時には歪みの緩和は遅くひび割れが発生した。AlNでは、1300°Cから1400°Cでは緩やかではあるが歪み緩和が認められ厚膜成長が可能であった。GaNでは、ひび割れの発生は殆ど認められなかったが、薄膜ではかなり歪みは残留していると考えられる。即ち、GaN層の面内の格子定数がAlNとGaNの中間の値をとると予想される。従って、AlN層上に適切な厚さの歪み緩和しやすいGaN, GaInN、又はAl組成が5%以下のAlGaN, AlGaN層を積層することによって、AlNからGaNまでの任意の格子定数を有する混晶に格子整合できる。

【0016】つまり、単結晶基板上にAlGaNよりも格子定数の小さいAlN等のバッファ層を形成し、その上に、AlGaNよりも格子定数が大きいGaN等の格子歪み緩和層を形成し、その膜厚を最適に制御することにより、GaN上に素子形成のためのAlGaNを大きな格子ずれなく成長することが可能となる。

【0017】サファイア基板c面上にAlNを成長し、更にGaNを成長すると、GaNには面内に圧縮歪みを

40 生じ、成長に従い緩和する。この残留歪みと成長膜厚との関係は、図6に示すようになる。ここで、AlNの膜厚は0.5μm、GaNの成長温度は1100°Cとした。

【0018】図6から判るように、GaNの膜厚が0.05μmより薄い場合、島状成長のための表面の平坦性が悪い。圧縮歪みは、膜厚0.05~0.15μmの範囲で急峻に低下し、膜厚0.15~0.5μmの間で緩やかに緩和し、それ以上では一定となる。従って、GaN中の残留歪みを制御するには、0.05~0.5μmの膜厚が必要であり、より望ましくは0.05~0.1

5 μm の範囲である。その理由は、0.05 μm 以下になると、不安定な膜厚となり、表面が凹凸となってしまい、素子特性が悪くなるからである。また、0.15 μm を越えると、GaNと格子整合に必要な残留歪が好ましい範囲外になるからである。

【0019】また、図6に示す関係はAlGaNの場合も同様である。残留歪みと膜厚の関係は、歪みが0.05~0.15%の範囲では傾きが緩やかになっており、この範囲では制御しやすい。また、残留歪みが小さいために結晶品質的にも有利である。従って、格子歪み緩和層の組成はAlGaN等の素子形成層の格子定数よりも0.05~0.15%大きな格子定数の組成であるのが望ましく、その膜厚は0.1~0.5 μm が望ましい。その理由は、AlGaNでは、組成により歪緩和速度が異なるため、制御が困難となるが、残留歪がほぼ一定となる0.1~0.5 μm の範囲であれば、この困難が避けられるからである。

【0020】本発明では、サファイアやSiC等の単結晶基板上にAlN, AlGaN, 又はSiCからなるバッファ層、格子歪み緩和用のGaN, GaInN, AlGaNを積層し、この上にGaNとAlNの中間の値の格子定数を有するAlGaN又はAlGInNを積層した構造を有する素子において、格子歪み緩和層の膜厚をAlGaN又はAlGInNの格子定数に応じて0.01 μm から0.5 μm の間に設定している。

【0021】従って、成長中に格子歪み緩和層中に生じる緩和効果により表面付近の面内の格子定数をGaNとAlNの中間の値に設定可能であり、AlGaN又はAlGInNの歪みを制御可能である。この効果は、高品質のGaN, AlGaN結晶層成長が期待できるにも拘らずひび割れ発生のためにこれまで使用不可能であったSiCを基板とした場合に特に有効である。

【0022】

【発明の実施の形態】以下、本発明の詳細を図示の実施形態によって説明する。

(第1の実施形態) 図1は、本発明の第1の実施形態に係わる青色レーザダイオードを示す素子構造断面図である。

【0023】SiC基板101のSi面上に、厚さ5 μm のノンドープAlN単結晶バッファ層103、厚さ0.2 μm のGaN格子歪み緩和層105、厚さ1 μm のn型Al_{0.2}Ga_{0.8}Nコンタクト層107(Si, Se又はSドープ: 2×10^{18} ~ $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$)、厚さ0.5 μm のn型Al_{0.2}Ga_{0.8}Nクラッド層109(Si, Se又はSドープ: 5×10^{17} ~ $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$)、厚さ0.1 μm のAl_{0.1}Ga_{0.9}N第1光ガイド層111、厚さ5 nmのGaN活性層112、厚さ0.1 μm のAl_{0.1}Ga_{0.9}N第2光ガイド層113、厚さ0.5 μm のp型Al_{0.2}Ga_{0.8}Nクラッド層114(Mgドープ: 5×10^{18} ~ $1 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$)、厚さ0.07 μm のp型GaN中間コンタクト層115(Mgドープ: 5×10^{18} ~ $1 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$)、が順次積層されている。

【0024】ここで、p型GaN中間コンタクト層115は、再成長時に表面を保護する役割を果たしており、p型クラッド層114との界面は必要に応じて組成変化を緩やかにして通電抵抗の低減をはかっている。

【0025】中間コンタクト層115、p型クラッド層114、第2光ガイド層113に対し、幅が2~5 μm のストライプ状の凸部を反応性イオンエッチングにて形成し、その周囲にn型GaN_{0.9}Al_{0.1}N(Siドープ: $5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 、厚さ0.5 μm)からなる電流阻止層116が選択成長により埋込み形成されている。そして、中間コンタクト層115及び電流阻止層116上には、p型GaNコンタクト層117(Mgドープ: $9 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 、厚さ0.5 μm)が形成されている。

【0026】また、p型コンタクト層117上には、p側電極121としてAu/Prが被着されている。さらに、p型コンタクト層117からn型クラッド層109までを一部エッチングして露出させたn型コンタクト層107上に、n側電極122としてAl/Tiが被着されている。

【0027】このように本実施形態によれば、格子定数の小さなAlNバッファ層103上に格子定数の大きなGaN格子歪み緩和層105を形成することにより、GaN格子歪み緩和層105の表面における格子定数を、その上に形成するAlGaNに近付けることができ、n型AlGaNコンタクト層107を高品質に形成することができ、それに続く各層も高品質に形成することができる。また本実施形態では、GaN格子歪み緩和層105の膜厚を0.2 μm としているので、前記図6に示すように、GaN中の残留歪みを制御し易くなる。従って、半導体素子として機能する各層におけるひび割れの発生が抑制されると共に、低欠陥化をはかることができ、素子特性の向上をはかることが可能となる。

【0028】なお、各層の厚さは適宜変更可能である。例えば、バッファ層103の厚さは0.1~10.0 μm 、格子歪み緩和層105の厚さは0.05~0.5 μm 、コンタクト層107の厚さは0.5~3.0 μm 、クラッド層109, 114の厚さは0.3~0.7 μm 、光ガイド層111, 113の厚さは0.05~0.2 μm 、活性層112の厚さは1~10 nm、中間コンタクト層115の厚さは0.05~0.1 μm に設定すればよい。

【0029】また、本実施形態では単結晶基板101としてSiCを用いたが、この代わりにサファイア基板を用いることもできる。また、バッファ層103としてはAlNの代わりに、AlGaNやSiCを用いても良い。さらに、格子歪み緩和層105としてはGaNの代

わりに、AlGaNやGaN/Nを用いても良い。但し格子定数の関係で、バッファ層103が小、格子歪み緩和層105が大、コンタクト層107が中の関係を満たす必要があり、例えばバッファ層にAlGaNを用いる場合は、コンタクト層107のAlGaNよりもAl組成を多くする必要がある。格子歪み緩和層105にAlGaNを用いる場合は、コンタクト層107のAlGaNよりもAl組成を少なくする必要がある。

【0030】また、光導波層111、113としてはAlGaNの代わりにGaNを用いることも可能であり、さらに活性層112としてはGaNの代わりにAlGaN又はGaN/Nを用いることも可能である。また、p側電極121としてAu/Prの代わりに、Pd/Pt/Au又はNiを用いることができ、さらにn側電極122としてAl/Tiの代わりに、Ti/Pt/Au又はAlを用いることができる。

【0031】(第2の実施形態)図2は、本発明の第2の実施形態に係る青色レーザダイオードを示す素子構造断面図である。なお、図2中の201～222は図1中の101～122に相当している。

【0032】本実施形態は、バッファ層203としてSiC又はAl組成が80%以上のAlGaNを用いたものであり、それ以外の構成は図1と同様である。この場合、バッファ層203の格子定数は、GaN緩和層205及びAlGaNコンタクト層207(Al組成20%)よりも小さくなり、第1の実施形態と同様に、格子定数の小さなバッファ層203上に格子定数の大きな緩和層205を形成し、緩和層205の表面の格子定数をコンタクト層207のそれに近付けることができる。従って、先の第1の実施形態と同様の効果が得られる。

【0033】また、本実施形態においても第1の実施形態で説明した各種の変形が可能である。

(第3の実施形態)図3は、本発明の第3の実施形態に係る青色レーザダイオードを示す素子構造断面図である。なお、図3中の301～322は図1中の101～122に相当している。

【0034】本実施形態は、基板側の電極をn型AlN層(又はAl組成が80%以上のAlGaN層)上に形成した例である。即ち、AlNバッファ層303上にn型AlNコンタクト層304が形成され、その上にn型GaN格子歪み緩和層305が形成され、その上にn型AlGaNクラッド層309が形成されている。これ以外の構成は図1と同様である。

【0035】ここで、AlNバッファ層303及びn型AlNコンタクト層304の格子定数は小であり、GaN格子歪み緩和層305の格子定数は大であり、n型AlGaNクラッド層309の格子定数は中であり、第1の実施形態と同様の関係が成り立つ。コンタクト層304をAlGaNとした場合もそのAl組成を80%以上と高くすることにより、上記の関係が成り立つ。従つ

て、GaN格子歪み緩和層305の表面における格子定数をAlGaNクラッド層109に近付けることができ、クラッド層109及びそれに続く各層の結晶品質の向上をはかることができる。

【0036】また、本実施形態においても第1の実施形態で説明した各種の変形が可能である。

(第4の実施形態)図4は、本発明の第4の実施形態に係る青色レーザダイオードを示す素子構造断面図である。なお、図4中の401～422は図1中の101～122に相当している。

【0037】本実施形態は、基板側のコンタクト層を省略し、基板側の電極を格子歪み緩和層に形成した例である。即ち、AlNバッファ層403上にn型GaN格子歪み緩和層405が形成され、その上にn型AlGaNクラッド層409が形成されており、さらにn型格子歪み緩和層405上にn側電極422が形成されており、それ以外の構成は図1と同様である。

【0038】これは、第1の実施形態におけるコンタクト層を省略した構成であり、バッファ層403、格子歪み緩和層405、クラッド層409の間に前記した小、大、中の格子定数の関係があり、従って第1の実施形態と同様の効果が得られる。

【0039】また、本実施形態においても第1の実施形態で説明した各種の変形が可能である。

(第5の実施形態)図5は、本発明の第5の実施形態に係る青色レーザダイオードを示す素子構造断面図である。なお、図5中の501～522は図1中の101～122に相当している。

【0040】本実施形態は、導電性の基板を用いて基板裏面に電極を設け、p型GaN側を放熱器に載置可能としたものである。即ち、SiC基板501及びSiCバッファ層503は不純物ドープによりn型に形成されており、n型SiC基板501の裏面にn側電極522が形成されている。これ以外の基本的な構成は図1と同様である。

【0041】このような構成であっても、先の第1の実施形態と同様の効果が得られるのは勿論のことである。また、本実施形態においても第1の実施形態で説明した各種の変形が可能である。

【0042】(第6の実施形態)第1～第5の実施形態における製造方法について説明しておく。使用する成長装置は減圧MOCVD装置である。まず、SiC基板又はサファイア基板をヒータを兼ねたサセプタ上に載置する。ガス導入管から高純度水素を毎分201導入し、反応管内の大气を置換する。次いで、ガス排気口をロータリーポンプに接続し、反応管内を減圧し、内部の圧力を10～40 torrの範囲に設定する。

【0043】サファイア基板上にAlN単結晶層を成長する場合には、基板を水素中で加熱し、表面を清浄化する。次いで、1050～1300°Cの基板温度でH₂ガ

スの一部をNH₃ガスに切り替えると共に、有機金属A₁化合物、例えばAl(CH₃)₃或いはAl(C₂H₅)₃を導入して結晶方位の揃った第1のAlN層を5nmから500nm成長する。次いで、基板温度を1350~1450°Cに昇温しAlN層を0.1μmから5μm成長し表面を平坦化する。場合によっては、成長を中断しアニールを行い残留歪みを緩和させる。

【0044】ここで、第1のAlN層の結晶方位を揃えるためにはV族原料とIII族原料の供給比の制御が重要であり、穴のない高品質膜の成長には0.7~5.0の範囲が必要であり十分な品質を再現性良く得るには0.7~5.0の範囲に制御することが望ましい。SiC基板上に成長する場合には第1のAlN層は必ずしも必要ではないが、より均一な成長が得られる。

【0045】基板上にSiC層を成長する場合には、C原料としてプロパンガスを毎分10cc程度、Si原料としてSiH₄ガスを毎分3cc程度導入してn型SiCバッファ層を形成する。次いで、基板温度を再び1100°Cから1200°Cに低下させた後、GaN歪み緩和層、ダブルヘテロ構造部を成長する。

【0046】III族原料としては、有機金属Ga化合物として例えばGa(CH₃)₃或いはGa(C₂H₅)₃、有機金属In化合物として例えばIn(CH₃)₃或いはIn(C₂H₅)₃を使用する。ドーピング用原料としては、n型用にSi水素化物として例えばSiH₄或いは有機金属Si化合物として例えばSi(CH₃)₄、p型用に有機金属Mg化合物として例えばCp₂Mg又はm-Cp₂Mgを使用する。p型ドーパントの活性化率を上げるために、降温中の結晶中の水素の混入とN原子の脱離を抑制することが重要である。

【0047】本発明者らの研究によれば、降温中の水素供給停止と共にアンモニア分圧を0.2~1.0 Torrに設定することにより良好な結果が得られることが判明している。なお、本発明は上述した各実施形態に限定されるものではなく、その要旨を逸脱しない範囲で、種々変形して実施することができる。

【0048】

【発明の効果】以上詳述したように本発明によれば、サファイアやSiC等の単結晶基板上に格子定数の小さな

AlN、AlGaN又はSiCからなるバッファ層を形成し、この上に格子定数の大きなGaN、GaN又はAlGaNからなる格子歪み緩和層を積層し、この上に中間の格子定数を有するAlGaN又はAlGaNからなる素子形成層を積層した構造を有し、格子歪み緩和層の膜厚をバッファ層と素子形成層の格子定数に応じて0.01μmから0.5μmの間に設定することにより、格子整合しない基板上にも高品質な高Al組成のAlGaN層やAlGaN層を低歪みで形成することができ、素子特性の向上をはかることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】第1の実施形態に係わる青色レーザダイオードを示す素子構造断面図。

【図2】第2の実施形態に係わる青色レーザダイオードを示す素子構造断面図。

【図3】第3の実施形態に係わる青色レーザダイオードを示す素子構造断面図。

【図4】第4の実施形態に係わる青色レーザダイオードを示す素子構造断面図。

20 【図5】第5の実施形態に係わる青色レーザダイオードを示す素子構造断面図。

【図6】AlN上に形成したGaNの残留歪みと成長膜厚との関係を示す図。

【符号の説明】

101…SiC基板(単結晶基板)

103…AlN単結晶バッファ層

105…GaN格子歪み緩和層

107…n型AlGaNコンタクト層

109…n型AlGaNクラッド層

111…AlGaN第1光ガイド層

112…GaN活性層

113…AlGaN第2光ガイド層

114…p型AlGaNクラッド層

115…p型GaN中間コンタクト層

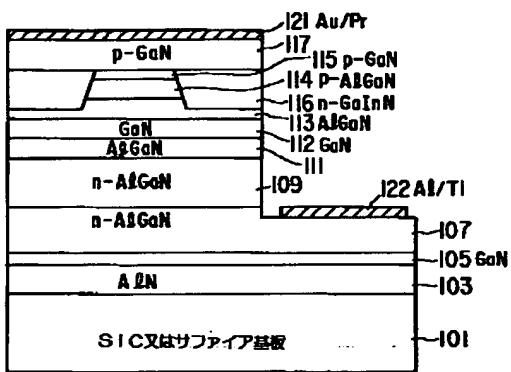
116…n型GaN電流阻止層

117…p型GaNコンタクト層

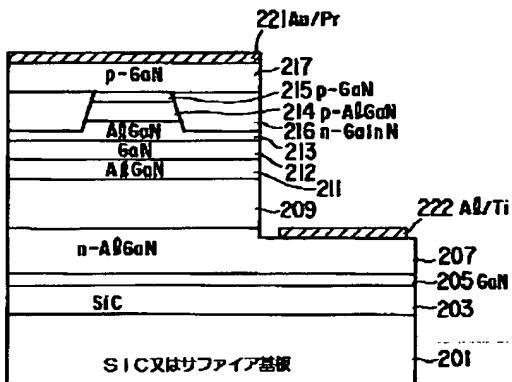
121…p側電極

122…n側電極

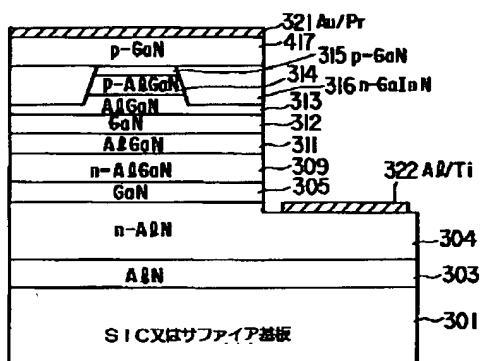
【図1】



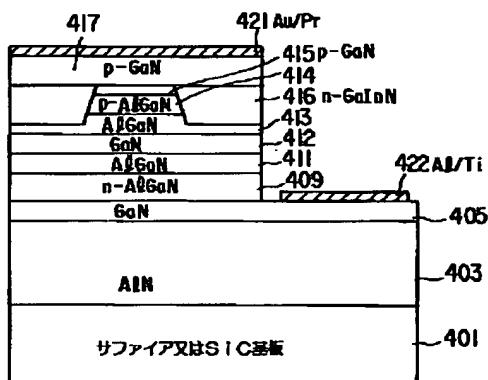
【図2】



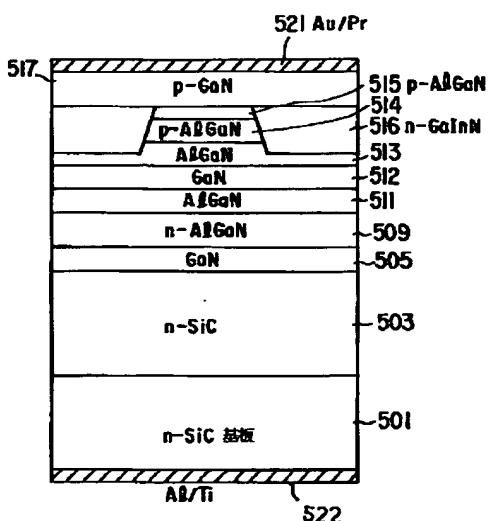
【図3】



【図4】



【図5】



【図6】

